

PUB-NO: JP02001220648A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2001220648 A

TITLE: HIGH DUCTILITY HOT ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN STRETCH FLANGING PROPERTY AND PRODUCING METHOD THEREFOR

PUBN-DATE: August 14, 2001

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
<u>SETO</u> , KAZUHIRO	
<u>SHIMIZU</u> , TETSUO	
<u>FURUKIMI</u> , OSAMU	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
KAWASAKI STEEL CORP	

APPL-NO: JP2000024633

APPL-DATE: February 2, 2000

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C21D 8/02; C21D 9/46; C22C 38/14; C22C 38/58

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high ductility hot rolled steel sheet combining high ductility and excellent stretch flanging properties and suitable as an automotive steel sheet.

SOLUTION: This hot rolled steel sheet has a composition containing, by mass, 0.05 to 0.25% C, 0.5 to 2.0% Si, 0.5 to 3.0% Mn, 0.05 to 0.3% Ti, 0.0001 to 0.003% S, and the balance Fe with inevitable impurities. A steel structure composed of the main phase of polygonal ferrite and a second phase of bainite and retained austenite. The occupying volume rate of the retained austenite is 5 vol.% or more, the average crystal grain diameter df of the polygonal ferrite to 0.8 to 5.0 μm , df/ds , i.e., the ratio between the above average crystal grain diameter df and the average crystal grain diameter dS of the second phase is 5 or more, and the distance L between the second phases to $2dS$ or more.

COPYRIGHT: (C)2001, JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2001-220648

(P2001-220648A)

(43)公開日 平成13年8月14日(2001.8.14)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	マークコード*(参考)
C 22 C 38/00	301	C 22 C 38/00	301W 4K032
C 21 D 8/02		C 21 D 8/02	A 4K037
	9/46		T
C 22 C 38/14		C 22 C 38/14	
	38/58		38/58

審査請求 未請求 請求項の数3 O.L (全11頁)

(21)出願番号	特願2000-24633(P2000-24633)	(71)出願人 000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
(22)出願日	平成12年2月2日(2000.2.2)	(72)発明者 濑戸 一洋 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
		(72)発明者 清水 哲雄 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
		(74)代理人 100059258 弁理士 杉村 晓秀 (外2名)

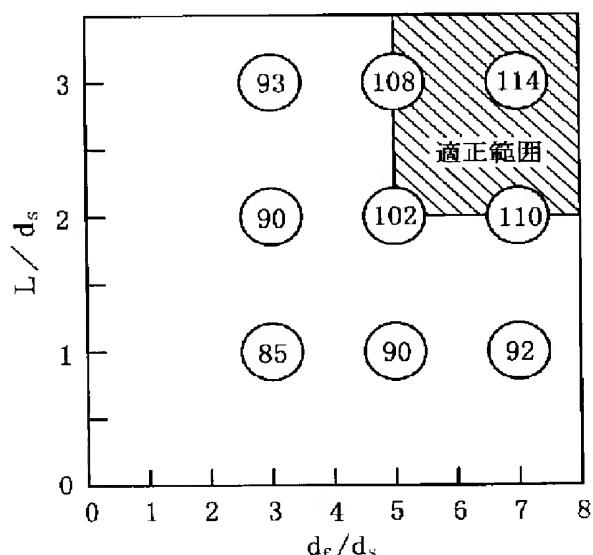
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 伸びフランジ性に優れた高延性熱延鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 高い延性と優れた伸びフランジ性とを兼ね備え、自動車用鋼板として好適な伸びフランジ性に優れた高延性熱延鋼板を提供する。

【解決手段】 質量百分率で、C:0.05~0.25%、Si:0.5~2.0%、Mn:0.5~3.0%、Ti:0.05~0.3%およびS:0.0001~0.003%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、ポリゴナルフェライトの主相と、ベイナイトおよび残留オーステナイトの第2相とからなる鋼組織を有する熱延鋼板であって、上記残留オーステナイトの占積率を5 vol%以上、上記ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径 d_f を0.8 μm 以上5.0 μm 以下、上記平均結晶粒径 d_f と上記第2相の平均結晶粒径 d_s の比 d_f/d_s を5以上、第2相間距離 L を2 d_s 以上とする。



1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量百分率で

C : 0.05~0.25%、

Si : 0.5 ~2.0 %、

Mn : 0.5 ~3.0 %、

Ti : 0.05~0.3 %および

S : 0.0001~0.003 %

を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になります。

鋼組織が、ポリゴナルフェライトからなる主相と、ベイナイトおよび残留オーステナイトからなる第2相とからなり、

上記残留オーステナイトの占積率が5 vol %以上でかつ、上記ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径 d_f が $0.8\mu\text{m}$ 以上 $5.0\mu\text{m}$ 以下、上記平均結晶粒径 d_f と上記第2相の平均結晶粒径 d_s の比 d_f / d_s が5以上、第2相間距離 L が $2 d_s$ 以上であることを特徴とする伸びフランジ性に優れた高延性熱延鋼板。

【請求項2】 請求項1において、鋼がさらに、質量百分率で

Al : 0.10%以下、

Nb : 0.10%以下、

V : 0.10%以下、

P : 0.1 %以下、

Cu : 1.0 %以下、

Mo : 1.0 %以下、

Ni : 1.0 %以下、

Cr : 1.0 %以下、

Ca : 0.0005~0.015 %、

REM : 0.001 ~0.05%および

B : 0.0002~0.01%

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする伸びフランジ性に優れた高延性熱延鋼板。

【請求項3】 質量百分率で

C : 0.05~0.25%、

Si : 0.5 ~2.0 %、

Mn : 0.5 ~3.0 %、

Ti : 0.05~0.3 %および

S : 0.0001~0.003 %

を含有し、あるいはさらに

Al : 0.10%以下、

Nb : 0.1 %以下、

V : 0.1 %以下、

P : 0.1 %以下、

Cu : 1.0 %以下、

Mo : 1.0 %以下、

Ni : 1.0 %以下、

Cr : 1.0 %以下、

Ca : 0.0005~0.015 %、

REM : 0.001 ~0.05%および

B : 0.0002~0.01%

のうちから選んだ1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼片を熱間圧延するに当たり、

加熱温度を1150°C以下とし、粗圧延後、累積圧下率: 80 %以上、圧延終了温度: 800 ~950 °Cの条件下で仕上圧延を行い、この仕上圧延終了後、2秒以内に、50°C/s以上の冷却速度で第1段冷却を開始し、該第1段冷却を60~700 °Cで終了し、引き続き5°C/s以下の冷却速度の第2段冷却を2~5秒間実施したのち、20°C/s以上の冷却速度の第3段冷却を開始し、150~380 °Cの温度範囲で巻取ることを特徴とする伸びフランジ性に優れた高延性熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、特に自動車用鋼板としての使用に供して好適な、極めて高い伸びフランジ性と延性とを兼ね備えた高強度熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の燃料消費の低減および衝突における安全性の向上の観点から、自動車の車体に使用される鋼板には、高強度化と高延性化とを同時に達成することが求められる。このような目的で開発された鋼としては、フェライトとマルテンサイトを主体とする組織を有する複合組織鋼板（以下、D P鋼と呼ぶ）や、フェライト、ベイナイトおよび残留オーステナイトからなる組織を有するTRIP鋼が知られている。

30 【0003】上記の鋼のうち、D P鋼は、延性の点でTRIP鋼より劣り、その強度と延性とのバランス（TS×E1）は20000 MPa·%以下である。一方、TRIP鋼は、変形時に残留オーステナイトがマルテンサイトに変態することで高延性を示し、TS×E1が20000 MPa·%を超えることが可能である。

【0004】例えば、特開平3-10049号公報には、C, Si, Mnを基本成分として含有する鋼を、圧下率: 80 %以上、圧延終了温度: 780 ~900 °Cで熱間仕上圧延し、仕上圧延終了後、40°C/s未満の冷却速度で冷却を開始し、仕上圧延温度や仕上圧延速度から決まる所定温度で冷却を終了し、ついで冷却速度: 40°C/s以上で冷却して350 ~500 °Cで巻取ることにより、ポリゴナルフェライトの占積率が61%以下、ポリゴナルフェライトの占積率と粒径の比が18以上で、しかもベイナイトと残留オーステナイトからなる第2相を有し、かつ該第2相中の残留オーステナイトが5%以上である鋼組織を有する熱延鋼板の製造方法が開示されている。そして、この熱延鋼板では、TS×E1=20000MPa·%程度を達成することが可能である。

50 【0005】しかしながら、上記の技術では、高強度鋼

板に要求されるもう一つの特性である伸びフランジ性については何ら考慮が払われていない。伸びフランジ性は、一般に、穴抜け試験により求められる穴抜け率で整理されるもので、引張試験で得られる機械的性質の中では局部伸びに対応するものであるが、第2相の分率が高いほど低下し易い。従って、TRIP鋼の場合、残留オーステナイトを多く残して延性を向上させようとすると伸びフランジ性が低下する傾向にあるため、高延性と伸びフランジ性とを兼備した熱延鋼板を得ることは極めて難しい。

【0006】また、特開平9-104947号公報には、 $TS \times E1 \geq 2000 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \%$ ($19600 \text{ MPa} \cdot \%$) とし、さらに伸びフランジ性を向上させた熱延鋼板を得ることを目的として、C: 0.05~0.15重量%、Si: 0.5~3.0重量%、Mn: 0.5~3.0重量%、P: 0.02重量%、S: 0.01重量%、Al: 0.005~0.10重量%およびFeを主成分とする鋼を、熱間圧延するに当たり、仕上圧延終了温度を $A_{r3}-50 \sim A_{r3}+50^\circ\text{C}$ の範囲として全圧下率が80%以上の仕上圧延を行い、仕上圧延終了後、1段冷却あるいは2段冷却あるいは3段冷却を行うことにより、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの3相で構成され、かつフェライト占積率(V_F)とフェライト粒径(d_F)の比(V_F/d_F)が20以上で、 $2 \mu\text{m}$ 以下の残留オーステナイト占積率が5%以上となる鋼組織を得る技術が開示されている。しかしながら、この技術では、穴抜け率が高々73% ($d/d_0 = 1.73$) しか得られておらず、100%以上の穴抜け率が要求されることの多い自動車の足まわり部品への適用が限定されるという問題があった。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】上述した現状からも明らかなように、 $TS \times E1 \geq 20000 \text{ MPa}$ を満足し、かつ100%を超えるような穴抜け率を有する熱延鋼板を製造することができれば、高強度鋼板の適用範囲は格段に拡がり、自動車の軽量化ひいてはエネルギー効率の向上に大きく寄与することが可能となる。そこで、本発明は、 $TS \times E1 \geq 20000 \text{ MPa}$ 、かつ穴抜け率 $\geq 100\%$ という特性を有する熱延鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】さて、発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意研究を重ねた結果、Tiを必須とする鋼組成として、熱間圧延後に生成するフェライトを微細化し、さらに未変態のオーステナイトから生成するベイナイトおよび/または最終的に残留したオーステナイトよりなる第2相を微細かつ均一に分散させることで、伸びフランジ性と延性とを高いレベルで両立させることを見出し、本発明を完成させるに至った。

【0009】すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量百分率でC: 0.05~0.25%、Si: 0.5~2.0%、Mn: 0.5~3.0%、Ti: 0.05~0.3%およびS: 0.0001~0.003%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、鋼組織が、ポリゴナルフェライトからなる主相と、ベイナイトおよび残留オーステナイトからなる第2相とからなり、上記残留オーステナイトの占積率が5 vol%以上でかつ、上記ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径 d_F が $0.8 \mu\text{m}$ 以上 $5.0 \mu\text{m}$ 以下、上記平均結晶粒径 d_F と上記第2相の平均結晶粒径 d_S の比 d_F/d_S が5以上、第2相間距離 d_S が $2 d_F$ 以上であることを特徴とする伸びフランジ性に優れた高延性熱延鋼板。

【0010】2. 上記1において、鋼がさらに、質量百分率でAl: 0.10%以下、Nb: 0.10%以下、V: 0.10%以下、P: 0.1%以下、Cu: 1.0%以下、Mo: 1.0%以下、Ni: 1.0%以下、Cr: 1.0%以下、Ca: 0.0005~0.015%、REM: 0.001~0.05%およびB: 0.0002~0.01%のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする伸びフランジ性に優れた高延性熱延鋼板。

【0011】3. 質量百分率でC: 0.05~0.25%、Si: 0.5~2.0%、Mn: 0.5~3.0%、Ti: 0.05~0.3%およびS: 0.0001~0.003%を含有し、あるいはさらにAl: 0.10%以下、Nb: 0.1%以下、V: 0.1%以下、P: 0.1%以下、Cu: 1.0%以下、Mo: 1.0%以下、Ni: 1.0%以下、Cr: 1.0%以下、Ca: 0.0005~0.015%、REM: 0.001~0.05%およびB: 0.0002~0.01%のうちから選んだ1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼片を熱間圧延する

30 に当たり、加熱温度を 1150°C 以下とし、粗圧延後、累積圧下率: 80%以上、圧延終了温度: $800 \sim 950^\circ\text{C}$ の条件下で仕上圧延を行い、この仕上圧延終了後、2秒以内に、 50°C/s 以上の冷却速度で第1段冷却を開始し、該第1段冷却を $600 \sim 700^\circ\text{C}$ で終了し、引き続き 5°C/s 以下の冷却速度の第2段冷却を2~5秒間実施したのち、 20°C/s 以上の冷却速度の第3段冷却を開始し、 $150 \sim 380^\circ\text{C}$ の温度範囲で巻取ることを特徴とする伸びフランジ性に優れた高延性熱延鋼板の製造方法。

【0012】

40 【発明の実施の形態】以下、本発明を由来するに至った実験結果について説明する。質量百分率で、C: 0.12%、Si: 1.5%、Mn: 1.0%、P: 0.010%、S: 0.006%、Al: 0.042%およびTi: 0.15%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼片から、板厚: 3mmの熱延鋼板を製造するに当たり、仕上圧延終了後の冷却条件を制御することにより、フェライトの平均結晶粒径(以下フェライト粒径と呼ぶ) d_F と、ベイナイトおよび残留オーステナイトからなる第2相の平均結晶粒径(以下第2相粒径と呼ぶ) d_S の比 d_F/d_S と、第50 2相間距離、すなわち或る第2相の端から該第2相に最

も近い別の第2相の端までの距離の平均値Lと前記第2相粒径 d_s との比 L/d_s とを変化させ、穴抜け率入(%)に及ぼす d_f/d_s と L/d_s の影響について調査した。図1にその結果を示す。図中、○印内に記した数字は穴抜け率入(%)を表わす。

【0013】同図に示したとおり、 d_f/d_s が5以上、かつ L/d_s が2以上となるように組織を調整すれば、穴抜け率入を100%以上とすることが可能であることが分かる。なお、穴抜け率入は、日本鉄鋼連盟企画JF ST1001に準じて、得られた熱延鋼板から採取した試験片(板厚×100mm×100mm)に、 $d_0 = 10\text{mm}$ の穴を打抜き、ついで頂角:60°の円錐ポンチをカエリ側(剪断面に「かえり」のある側)の反対側から押入して穴を抜ける成形を行い、亀裂が板厚を貫通したときの穴径 d (mm)を求め、次式

$$\text{入(%)} = \{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100$$

により求めた。

【0014】さらに、TS×E1に及ぼすフェライト粒径 d_f と第2相粒径 d_s の比 d_f/d_s と、フェライト粒径 d_f の影響についても調査した。この結果を図2に示す。図中、○印内に記載した数字はTS×E1/100の値であり、引張強度TS(MPa)および伸びE1(%)は引張試験により求めた。同図に示したとおり、 d_f が5μm以下で、かつ d_f/d_s を5以上とすることにより、 $TS \times E1 \geq 20000 \text{ MPa} \cdot \%$ とすることが可能となることが分かる。

【0015】次に、穴抜け率入およびTS×E1に及ぼす熱間圧延後の冷却条件の影響について調査した結果について述べる。熱間圧延条件としては、加熱温度を1080°C、粗圧延終了温度を1000°C、仕上圧延終了温度を900°Cとして、板厚:3mmに熱間圧延を行った。仕上圧延後の冷却条件として、3段冷却、すなわち圧延直後の第1段冷却、それにつづく中間徐冷処理である第2段冷却、その後巻取り温度まで冷却する第3段冷却をそれぞれ行う冷却方法を採用した。

【0016】まず、第2段冷却、すなわち中間徐冷時の冷却開始温度および中間徐冷時間が穴抜け率入に及ぼす影響を調査した。第1段冷却条件を仕上圧延終了1秒後に冷却速度:80°C/sとし、第2段冷却の冷却速度を2°C/s、第3段冷却の冷却速度を30°C/s、巻取り温度を300°Cとし、第2段冷却すなわち中間徐冷開始温度および中間徐冷時間を種々変化させた。調査結果を図3に示す。なお、図中、○印内の数字は図1と同様、穴抜け率入(%)である。同図に示したとおり、第2段冷却時の中間徐冷開始温度を600~700°Cとし、かつ中間徐冷時間を2~5秒とすることにより、穴抜け率を100%以上とすることが可能であることが分かる。

【0017】次に、第1段冷却条件を仕上圧延終了から1秒後に冷却速度:80°C/sとし、第2段冷却すなわち中間徐冷の開始温度を650°C、中間徐冷時間を3秒とし、第3段冷却時の冷却速度を30°C/s、巻取り温度を300°C

に固定して、中間徐冷時の冷却速度を種々に変化させて、穴抜け率に及ぼす影響を調査した。ここで、中間徐冷時の冷却速度は水流密度を変えることにより調整した。調査結果を図4に示す。同図より、中間徐冷時の冷却速度を5°C/s以下とすることによって、穴抜け率入を100%以上にできることが分かる。

【0018】さらに、穴抜け率に及ぼす、仕上圧延終了から第1段冷却開始までの時間と、第1段冷却時の冷却速度の影響を調査するために、中間徐冷開始温度を650°C、中間徐冷時間を3秒、中間徐冷時の冷却速度を3°C/s、第3段冷却時の冷却速度を30°C/s、巻取り温度を300°Cと固定し、仕上圧延終了後、第1段冷却開始までの時間および第1段冷却時の冷却速度を種々に変化させた。得られた結果を図5に示す。同図に示したとおり、仕上圧延終了後、第1段冷却開始までの時間を2秒以内とし、かつ第1段冷却時の冷却速度を50°C/s以上とすることにより、穴抜け率入を100%以上とすることが可能となることが分かる。

【0019】さらに、TS×E1に及ぼす巻取り温度の影響を調査する目的で、第1段冷却条件を仕上圧延終了から1秒後に開始し、冷却速度:80°C/sとし、第2段冷却すなわち中間徐冷開始温度を650°Cとし、中間徐冷時間を3秒とし、第3段冷却時の冷却速度を30°C/sとし、巻取り温度を種々に変化させて得られた熱延鋼板についてTS×E1(MPa・%)を求めた。得られた結果を図6に示す。同図に示したとおり、巻取り温度を150°C以上、380°C以下とすることにより、TS×E1を20000 MPa・%以上とすることが可能となることが分かる。

【0020】次に、穴抜け率入に及ぼすTi量の影響について調査した結果を図7に示す。ここで、実験に用いた鋼は、Ti以外の成分は、質量百分率でC:0.12%、Si:1.5%、Mn:1.0%、P:0.010%、S:0.0006%およびAl:0.042%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になるものである。熱間圧延条件は、加熱温度:1080°C、粗圧延終了温度:1000°C、仕上圧延終了温度:900°C、仕上圧延終了から第1段冷却開始までの時間:1秒、第1段冷却の冷却速度:80°C/s、第2段冷却すなわち中間徐冷開始の温度:650°C、中間冷却時間:3秒、第3段冷却の冷却速度:30°C/s、巻取り温度:300°Cである。同図に示したとおり、穴抜け率入を100%以上とするには、Tiを0.05~0.3 mass%の範囲で添加する必要があることが分かる。

【0021】なお、以上の実験に用いた熱延鋼板について、組織観察を行い、フェライト粒径 d_f と第2相粒径 d_s の比 d_f/d_s と、第2相間距離 L と第2相粒径 d_s との比 L/d_s についても調査したが、穴抜け率入が100%以上の値を示した鋼板は全て $d_f/d_s \geq 5$ 、 $L/d_s \geq 2$ を満足していることを確認した。

【0022】次に、本発明において、鋼の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C : 0.05~0.25mass%

Cは、TiCの形成によるTiの効果を高めると共に、自身がオーステナイトに濃化して、高延性化に必要な残留オーステナイト量を得るのに必要な元素であり、少なくとも0.05mass%を必要とする。一方、溶接性の劣化を防止する目的で上限を0.25mass%とする。

【0023】Si : 0.5 ~2.0 mass%

Siは、高延性化に必要な残留オーステナイト量を得るのに少なくとも0.5 mass%を添加する必要がある。しかしながら、2.0 mass%を超えて添加しても、その効果は飽和し、コストアップとなるので、上限を2.0 mass%とした。

【0024】Mn : 0.5 ~3.0 mass%

Mnは、第2相組織、すなわちベイナイトと残留オーステナイトを適量存在させるために必須の元素である。そのためには、少なくとも0.5 mass%の添加を必要とするが、一方で過剰な添加は、巻取り後のベイナイト変態を抑制し、残留オーステナイト量の減少につながる。そのため、上限を3.0 mass%とする。

【0025】Ti : 0.05~0.3 mass%

Tiは、本発明において最も重要な元素であり、本発明では、Tiを0.05~0.3 mass%と比較的多量に添加する必要がある。Tiは、熱間圧延前の加熱時には、加熱温度が低温であるという条件が満たされればTiCとして存在する。多量のTiCの存在により加熱時の初期オーステナイト粒径が50 μm 以下となり、粗大化が防止される。このような小さなオーステナイト粒が熱間圧延前から存在することにより、熱間圧延時に再結晶が進行しきらに微細な粒となる。そして、熱間圧延終了後には、そのドライビングフォースの高さから速やかなフェライト変態が生じ、フェライト生成サイトの増加により第2相のオーステナイトも微細となる。微細なオーステナイトは巻取り後に微細なベイナイトに変わるが、その際に固溶Cが未変態のオーステナイト相中に濃化し、オーステナイトを安定化させる。その結果、室温まで冷却された後にも一部のオーステナイトが安定に存在し得るようになる。また、このようなTiCの効果があるが故に、第2相が微細均一に分散するようになり、伸びフランジ性に対しても非常に有効に作用するものと考えられる。さらに、Tiは、Nb等の他の炭化物形成元素と比べて再結晶抑制効果が弱いため、TiCによるフェライト変態促進効果と相まって、組織が整粒となって異方性を低減し、伸びフランジ性に対して有利に作用する。

【0026】以上の効果を得るために、0.05mass%の添加が必要である。一方、過剰に添加すると再結晶が著しく阻害され、硬質化して材質が劣化するだけでなく、製鋼工程における鉄込み時に、ノズル詰まり等の不具合が生じ易くなる。そのため、上限は0.3 mass%とした。好ましくは0.10~0.20mass%である。

【0027】S : 0.0001~0.0030mass%

Sは、伸びフランジ性の改善のためには低いほど良く、穴抜け率入を100%以上とするには、0.0030mass%以下とする必要がある。0.0030mass%以下でも、S量を低くすればするほど伸びフランジ性は向上するが、0.0001mass%よりさらに低くしても、その効果はさほど大きくはなく、むしろ精錬時のコストアップにつながるので、0.0001mass%を下限とする。

【0028】以上、必須成分について説明したが、本発明ではその他にも、以下に述べる元素を適宜含有させることができる。

Al : 0.10mass%以下

Alは、脱酸剤として有用な元素であるが、添加量が0.10 mass%を超えると効果が飽和する他、アーク溶接性が低下するため、上限を0.10mass%とする。

【0029】Nb : 0.10%以下、V : 0.10%以下

NbおよびVはそれぞれ、析出強化による高強度化に有効に寄与する。しかしながら、添加量が0.10mass%を超えると再結晶が著しく阻害され、硬質化して材質が劣化するため、それぞれ0.10mass%を上限とする。

【0030】P : 0.1 mass%以下

Pは、2次加工脆化を招くことなく高強度化に寄与する元素であるので、0.1mass%を超えない範囲で添加することができる。

【0031】Cu : 1.0 mass%以下、Mo : 1.0 mass%以下、Ni : 1.0 mass%以下、Cr : 1.0 mass%以下、Cu, Mo, NiおよびCrはそれぞれ、固溶強化ならびに組織強化による高強度化に有効な元素である。しかしながら、いずれも含有量が1.0mass%を超えると熱間加工性が低下するため、1.0 mass%以下の範囲で添加することができる。

【0032】Ca : 0.0005~0.015 mass%, REM : 0.001~0.05mass%

CaおよびREMはそれぞれ、介在物の形態を制御し、伸びフランジ性を向上させる目的で添加することができる。その効果を得るために、Caは0.0005mass%以上、REMは0.001 mass%以上添加する必要がある。とはいって、Caが0.015 mass%、またREMが0.05mass%を超えて多量に含有されると介在物からの発錆が生じ易くなり、耐蝕性が低下するため、それぞれ上限を0.015 mass%、0.05mass%とする。

【0033】B : 0.0002~0.01mass%

Bは、組織強化に有効な元素であり、0.0002mass%以上の添加でその効果が認められる。しかしながら、0.01mass%を超えて添加すると再結晶が著しく阻害され、硬質化して材質が劣化するので、上限を0.01mass%とする。

【0034】次に、鋼組織の限定理由について説明する。平均結晶粒径d₁が0.8 μm 以上5.0 μm 以下のポリゴナルフェライトからなる主相ポリゴナルフェライトは、軟質で延性に富んでおり、材料の延性および伸びフランジ性を確保する上で有用であるので、これを主相と

する必要がある。ここで、主相とは、占積率で50 vol%以上がポリゴナルフェライトであることを意味する。ここに、ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径 d_f が大きくなると、第2相を細粒化することができなくなる。そして、ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径 d_f が $5.0 \mu\text{m}$ を超えると、前掲図2に示したように、 $TS \times EI$ を $20000 \text{ MPa} \cdot \%$ 以上とすることはできないので、ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径 d_f は $5 \mu\text{m}$ 以下とする必要がある。また、現状の熱間圧延プロセスでは、ポリゴナルフェライトの微細化は $0.8 \mu\text{m}$ 程度が限界であるので、 $0.8 \mu\text{m}$ を下限とする。

【0035】ベイナイトと占積率が5 vol%以上の残留オーステナイトからなる第2相

第2相中には、高い延性を得て、 $TS \times EI \geq 20000 \text{ MPa} \cdot \%$ を達成するためには、占積率：5 vol%以上の残留オーステナイトが必要である。また、第2相が硬質であるほど、第2相の変形とポリゴナルフェライトの変形に差が生じ易く、その界面にクラックが生じ易くなる。この傾向は特に伸びフランジ変形のような大変形の場合に顕著となる。従って、第二相の残留オーステナイト以外の部分はマルテンサイトほど硬質でないベイナイトとする必要がある。

【0036】ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径 d_f と第2相の平均結晶粒径 d_s の比 d_f/d_s が5以上前掲図2および図3に示したように、ポリゴナルフェライト平均結晶粒径 d_f と第2相の平均粒径 d_s の比 d_f/d_s が5以上、すなわち第2相の粒径をポリゴナルフェライト粒径の1/5以下としないと、穴抜げ率入を100%以上、 $TS \times EI$ を $20000 \text{ MPa} \cdot \%$ 以上とすることはできない。そのため、 d_f/d_s は5以上とする必要がある。なお、この主相と第2相の結晶粒径比については、従来技術が着目していなかった点である。

【0037】第2相間距離しが $2 d_s$ 以上

第2相間距離 L 、すなわち或る第2相の端から該第2相に最も近い別の第2相の端までの距離の平均値 L を、第2相粒径 d_s の2倍以上としないと、穴抜げ率入を100%以上とすることはできない。このため、第2相間距離 L は $2 d_s$ 以上とする。また、この第2相間の距離 L の規定は本発明の特徴とするところであり、これも従来技術では着目されていなかった点である。

【0038】次に、上述した鋼組織を得るための、熱間圧延条件について説明する。加熱温度：1150°C以下常法で製造された鋼スラブは、冷却された後に加熱炉にて加熱されるか、あるいは铸造後に簡易的な加熱炉に装入され短時間保持された後に、熱間圧延に供される。その際の加熱炉における加熱温度は、極力低いほうが望ましい。その理由は、Tiの限定理由において述べたとおり、TiCの溶解を防止して、初期オーステナイト粒の微細化により、その後の熱間圧延後の組織微細化と残留オーステナイトの確保に不可欠だからである。この効果を

得るためには、加熱温度を1150°C以下、望ましくは1080°C以下とする必要がある。

【0039】累積圧下率が80%以上の仕上圧延TiCを含む本発明においても、仕上圧延時の累積歪に応じてさらに結晶粒が微細化する。主相であるポリゴナルフェライトの平均結晶粒径を $5 \mu\text{m}$ 以下とするためには、累積圧下率を80%以上とする必要がある。

【0040】仕上圧延終了温度：800～950 °C
仕上圧延終了温度が 800°C に満たないと、特に表層部が2相域となり、展伸した組織となる。このためポリゴナルフェライトが得られず、また、所定の残留オーステナイト量を確保することができない。そして、伸びフランジ性の劣化を招く。逆に、仕上圧延終了温度が 950°C を超えると、仕上圧延終了後、変態を開始するまでの間にオーステナイトの粒成長が進み、微細なフェライトやベイナイトを得ることができなくなる。

【0041】圧延終了後の冷却条件
仕上圧延終了後、2秒以内に、平均冷却速度： $50^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の速度で第1段冷却を開始し、 $600\sim 700^\circ\text{C}$ の範囲まで冷却を行うことにより、組織の粗大化を抑制することができる。そして、 $600\sim 700^\circ\text{C}$ の範囲で第1段冷却を停止し、 $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却速度の第2段冷却を2～5秒間行うことで、第2相へのC濃化および第2相の収縮が生じ、延性および伸びフランジ性が顕著に向上升する。ついで、巻取り温度までの冷却である第3段冷却の冷却速度を $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とすることにより、粒成長を抑制することが可能となる。

【0042】巻取り温度：150～380 °C
本発明の超微細組織を活用した鋼は、 380°C 以下で巻取ることにより、高い残留オーステナイト量を確保できる。巻取り温度が 380°C を超えると残留オーステナイト量が減少する。これは、微細なベイナイト組織の鋼といえども炭化物の析出が進み、残留オーステナイトへの固溶Cの濃化が抑制され、残留オーステナイトの安定性が低下して、安定なマルテンサイト変態が進行するためである。一方、巻取り温度が 150°C を下回ると、たとえ残留オーステナイトへの固溶Cの濃化が生じてもマルテンサイトが生成し易くなるので、巻取り温度の下限は 150°C とする。

40 【0043】

【実施例】表1に示す成分組成になる鋼を、転炉にて溶製し、連続铸造でスラブとした。表1中、鋼記号A～EおよびK～Vは本発明の成分組成範囲を満足する適合例、一方F～Jは、いずれかの成分が本発明の適正範囲を外れた比較例である。ついで、これらの鋼スラブを熱間圧延に供した。熱間圧延の際の加熱温度SRT、仕上圧延終了温度FT、仕上圧延終了後、第1段冷却開始までの時間 t_1 、第1段冷却時の冷却速度 s_1 、第1段冷却停止温度 T_1 、第2段冷却時間（中間徐冷時間） t_2 、第2段冷却速度（中間徐冷却速度） s_2 、第3段冷却速度

s_3 および巻取り温度CTは、表2に示すとおりであり、同表の条件で2.6mmの板厚に圧延した。なお、仕上圧延時の累積圧下率は92%である。

【0044】かくして得られた各熱延鋼板について、走査型電子顕微鏡観察とX線回折により、ポリゴナルフェライトの占積率(vol%)、オーステナイトの占積率(vol%)を求めた。また、走査型電子顕微鏡観察に基づく画像解析により、ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径(フェライト粒径) d_f 、第2相の平均結晶粒径(第2*

(フェライト粒径) d_s 、第2相の平均結晶粒径(第2*

*相粒径) d_s 、第2相間距離Lを調査し、比 d_f/d_s および L/d_s を求めた。さらに、コイル長手方向中央部よりJIS 5号試験片を切り出し、引張試験に供した。また、前述の穴抜げ試験に供する試験片も切り出し、穴抜げ試験を行って、穴抜げ率入を求めた。かくして得られた鋼組織および材料特性を、表3および表4に示す。

【0045】

【表1】

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)														備 考	
	C	Si	Mn	S	Ti	P	Al	Nb	V	Cu	Mo	Ni	Cr	Ca	REM	
A	0.05	1.2	1.6	0.0010	0.11	0.020	0.041	—	—	—	—	—	—	—	—	適合例
B	0.08	1.8	1.0	0.0003	0.14	0.010	0.046	—	—	—	—	—	—	—	—	"
C	0.15	1.5	1.0	0.0028	0.19	0.014	0.053	—	—	—	—	—	—	—	—	"
D	0.12	0.9	1.8	0.0014	0.15	0.010	0.038	—	—	—	—	—	—	—	—	"
E	0.25	0.7	0.6	0.0008	0.28	0.012	0.044	—	—	—	—	—	—	—	—	"
F	0.03	1.5	1.4	0.0015	0.16	0.018	0.040	—	—	—	—	—	—	—	—	比較例
G	0.10	0.2	1.5	0.0012	0.14	0.013	0.048	—	—	—	—	—	—	—	—	"
H	0.12	1.5	0.3	0.0012	0.18	0.020	0.061	—	—	—	—	—	—	—	—	"
I	0.10	1.4	0.8	0.0038	0.15	0.018	0.041	—	—	—	—	—	—	—	—	"
J	0.11	1.5	0.9	0.0018	0.02	0.015	0.044	—	—	—	—	—	—	—	—	"
K	0.10	1.6	1.2	0.0014	0.16	0.031	0.039	—	—	—	—	—	—	—	—	適合例
L	0.11	1.5	1.0	0.0012	0.15	0.011	0.033	0.04	—	—	—	—	—	—	—	"
M	0.12	1.5	0.9	0.0011	0.18	0.010	0.052	—	0.05	—	—	—	—	—	—	"
N	0.11	1.5	1.1	0.0008	0.19	0.011	0.054	—	—	0.5	—	—	—	—	—	"
O	0.13	1.5	0.8	0.0007	0.20	0.016	0.041	—	—	—	0.6	—	—	—	—	"
P	0.12	0.9	1.5	0.0013	0.15	0.014	0.047	—	—	—	—	0.8	—	—	—	"
Q	0.11	1.4	1.0	0.0015	0.17	0.012	0.041	—	—	—	—	—	0.5	—	—	"
R	0.12	1.2	1.0	0.0007	0.14	0.013	0.060	0.03	0.01	0.8	0.4	0.5	0.3	—	0.0008	"
S	0.13	1.8	0.9	0.0005	0.18	0.016	0.053	0.02	0.01	0.3	0.5	0.5	0.3	0.0001	0.012	0.0005
T	0.11	1.4	0.9	0.0010	0.15	0.011	0.055	—	—	—	—	—	—	0.0008	—	"
U	0.11	1.5	1.0	0.0012	0.14	0.010	0.040	—	—	—	—	—	—	0.02	—	"
V	0.11	1.4	1.1	0.0010	0.15	0.011	0.042	—	—	—	—	—	—	—	0.0006	"

【0046】

※※【表2】

13

14

No.	熱 延 糠 件								CT (℃)
	編 記号	SRT (℃)	PT (℃)	t_1 (s)	$\frac{s_1}{(℃/s)}$	T ₁ (℃)	t_2 (s)	$\frac{s_2}{(℃/s)}$	
1	A	1080	680	0.8	80	680	4.0	2	40 350
2	B	1100	900	0.8	70	650	2.5	1	30 360
3	C	1090	920	0.8	80	630	2.0	1	30 340
4	"	1170	900	0.8	80	660	2.5	2	30 350
5	"	1080	780	0.8	80	660	2.5	1	30 350
6	"	1070	980	0.8	70	670	3.0	1	30 340
7	"	1080	910	3.0	70	670	3.0	1	30 360
8	"	1080	900	0.8	40	650	3.0	2	30 350
9	"	1070	900	0.8	80	580	2.5	1	30 370
10	"	1070	890	0.8	80	730	3.0	2	30 350
11	"	1070	910	0.8	80	680	1.0	2	30 360
12	"	1080	900	0.8	60	680	6.0	2	40 350
13	"	1060	900	0.8	80	680	3.0	8	40 350
14	"	1080	900	0.8	80	670	3.0	2	10 360
15	"	1080	900	0.8	80	680	3.0	2	30 450
16	"	1070	900	0.8	80	670	2.5	1	30 100
17	D	1070	880	0.8	80	650	3.0	1	40 370
18	E	1080	900	0.8	80	675	2.5	2	40 350
19	F	1080	900	0.8	60	680	3.0	1	40 350
20	G	1090	870	0.8	80	640	3.0	2	40 380
21	H	1100	920	0.8	70	660	4.0	2	30 320
22	I	1065	910	0.8	80	660	2.0	2	30 340
23	J	1070	900	0.8	80	690	2.5	1	40 310
24	K	1080	910	0.8	60	650	2.5	2	30 280
25	L	1080	900	0.8	80	670	3.0	1	40 350
26	M	1070	900	0.8	80	680	2.5	2	40 310
27	N	1070	910	0.8	70	650	2.5	1	30 360
28	O	1060	920	0.8	80	650	4.0	1	40 320
29	P	1080	860	0.8	60	680	3.0	1	30 370
30	Q	1090	890	0.8	80	635	2.5	1	40 350
31	R	1070	880	0.8	60	650	3.0	2	30 350
32	S	1080	900	0.8	80	680	3.0	2	30 350
33	T	1080	900	0.8	80	660	3.0	2	30 350
34	U	1080	900	0.8	80	660	3.0	2	30 350
35	V	1080	900	0.8	80	660	3.0	2	30 350

【0047】

* * 【表3】

No.	鋼 組 織							材 料 特 性				備 考	
	チタイト 体積率 (vol%)	残留オーステナイト 体積率 (vol%)	第2相 ² 組成	d_f (μm)	d_s (μm)	L (μm)	d_f/d_s	L/d_s	TS (MPa)	EI (%)	TS×EI (MPa·%)	λ (%)	
1	89	6.6	B+A	3.8	0.5	2.2	7.6	4.4	548	40	21820	115	適合例
2	85	7.3	B+A	2.9	0.4	1.3	7.3	3.3	576	37	21312	112	"
3	80	7.6	B+A	1.8	0.3	0.7	6.0	2.4	612	36	22032	109	"
4	82	4.8	B+A	6.5	1.4	2.5	4.6	1.8	598	32	19136	88	比較例
5	"	3.5	"	"	"	"	"	"	654	28	18312	67	"
6	84	4.6	B+A	7.4	1.8	3.1	4.1	1.7	584	32	18688	72	"
7	82	4.8	B+A	8.1	2.0	2.6	4.0	1.3	604	33	19932	94	"
8	83	3.9	B+A	4.8	1.1	2.0	4.4	1.8	608	32	19456	96	"
9	81	3.7	M+A	4.6	1.0	1.7	4.6	1.7	614	31	19034	90	"
10	82	3.9	B+A	5.7	1.4	2.9	4.1	2.1	597	32	19104	89	"
11	81	3.8	M+A	4.8	1.1	1.8	4.4	1.6	620	30	18600	95	"
12	83	3.9	B+A	5.5	1.2	2.6	4.6	2.2	604	32	19328	93	"
13	81	4.1	M+A	5.3	1.2	1.8	4.4	1.5	615	31	19065	96	"
14	82	4.2	B+A	5.1	1.1	2.0	4.6	1.8	606	32	19392	95	"
15	82	1.8	B+A	4.7	0.9	2.1	5.2	2.3	614	30	18420	91	"
16	82	0.1	M+A	4.6	0.9	2.1	5.1	2.3	682	25	17050	65	"
17	84	8.0	B+A	3.8	0.5	1.2	7.6	2.4	651	34	22134	107	適合例
18	72	7.7	B+A	3.5	0.6	1.3	5.8	2.2	783	28	21924	104	"

*1. 展伸粒で加工組織のため測定不能

*2. Bはペイナイト、Aは残留オーステナイト、Mはマルテンサイト

【0048】

* * 【表4】

No.	鋼 組 織							材 料 特 性				備 考	
	チタイト 体積率 (vol%)	残留オーステナイト 体積率 (vol%)	第2相 ² 組成	d_f (μm)	d_s (μm)	L (μm)	d_f/d_s	L/d_s	TS (MPa)	EI (%)	TS×EI (MPa·%)	λ (%)	
19	94	0.4	B+A	7.2	1.0	3.8	7.2	3.8	521	30	15630	106	比較例
20	84	0.2	B+A	4.8	0.8	1.3	6.0	1.6	542	28	15176	102	"
21	81	1.6	B+A	6.0	1.3	2.7	4.6	2.1	519	32	16608	103	"
22	80	5.9	B+A	4.2	0.8	1.8	5.3	2.2	625	33	20625	86	"
23	85	0.8	B+A	9.3	2.3	5.3	4.0	2.3	618	25	15450	75	"
24	82	7.0	B+A	3.7	0.6	1.4	6.2	2.3	658	33	21714	110	適合例
25	82	6.1	B+A	3.5	0.5	1.2	7.0	2.4	649	32	20768	108	"
26	83	6.3	B+A	3.5	0.5	1.2	7.0	2.4	660	32	21120	106	"
27	80	7.4	B+A	4.0	0.6	1.4	6.7	2.3	645	34	21930	118	"
28	82	7.2	B+A	3.9	0.6	1.4	6.5	2.3	648	34	22032	115	"
29	83	8.3	B+A	3.6	0.5	1.1	7.2	2.2	672	35	23520	114	"
30	81	7.0	B+A	4.1	0.6	1.4	6.8	2.3	647	33	21351	107	"
31	79	7.5	B+A	3.8	0.5	1.3	7.6	2.6	689	31	21359	105	"
32	80	6.8	B+A	3.3	0.4	1.0	8.3	2.4	680	32	21760	103	"
33	82	7.0	B+A	3.6	0.5	1.3	7.2	2.6	650	33	21450	113	"
34	80	7.2	B+A	3.7	0.6	1.3	6.2	2.2	654	32	20928	110	"
35	83	7.5	B+A	3.2	0.6	1.4	5.3	2.3	671	31	20801	104	"

*1. 展伸粒で加工組織のため測定不能

*2. Bはペイナイト、Aは残留オーステナイト、Mはマルテンサイト

【0049】表3、4中、No.1~3、17~18、24~35は、本発明に従い得られた適合例であり、いずれも $TS \times EI \geq 20000 \text{ MPa} \cdot \%$ でかつ穴抜げ率 $\geq 100 \%$ の優れた材料特性が得られている。これに対し、No.4~16は、熱延条件が本発明の範囲を外れるため、フェライト粒径 d_f 、 d_f/d_s 、 L/d_f のいずれかが、本発明の範囲を外れ、 $TS \times EI \geq 20000 \text{ MPa} \cdot \%$ 、 $\lambda \geq 100 \%$ のいずれをも満たしていない。また、No.19~23は、鋼成分が本発明の範囲を外れているため、 $TS \times EI$ 、 λ のいずれかが悪い。特に、No.23は、Tiの添加量が少ないため、結晶粒 ≥ 50

※が粗大化し、残留オーステナイト量が少なくなつて $TS \times EI$ の値が小さいだけではなく、主相と第2相の界面からクラックが発生し易くなるので穴抜げ率も小さかった。

【0050】

【発明の効果】かくして、本発明によれば、伸びー延性バランスすなわち $TS \times EI$ が $20000 \text{ MPa} \cdot \%$ 以上と良好なだけでなく、穴抜げ率 $\geq 100 \%$ と伸びフランジ性にも優れる熱延鋼板を得ることができ、自動車の軽量化ひいてはエネルギー効率の向上に偉功を奏する。

【図面の簡単な説明】

17

【図1】 穴掘げ率 α に及ぼす、フェライト粒径 d_f と第2相粒径 d_s の比 d_f/d_s と、第2相の平均粒間距離 \bar{d} と d_s の比 \bar{d}/d_s の影響を示した図である。

【図2】 TS×E1に及ぼす、フェライト粒径 d_f と第2相粒径 d_s との比 d_f / d_s と、フェライト粒径 d_f 自身の影響を示した図である。

【図3】 穴抜け率入に及ぼす、中間徐冷開始（第1段冷却停止）温度と中間徐冷却時間の影響を示した図である。

18

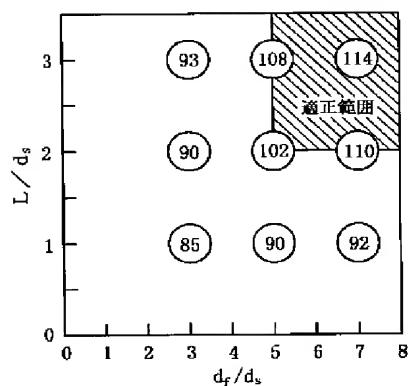
【図4】 穴拡げ率入に及ぼす、中間徐冷(第2段冷却)時の冷却速度の影響を示した図である。

【図5】 穴抜け率入に及ぼす、仕上圧延終了後第1段冷却開始までの時間と第1段冷却速度の影響を示した図である。

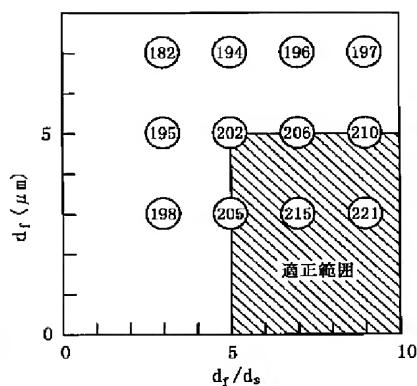
【図6】 TS×E1に及ぼす巻取り温度の影響を示した図である

【図7】 穴抜け率入に及ぼすTi添加量の影響を示した図である。

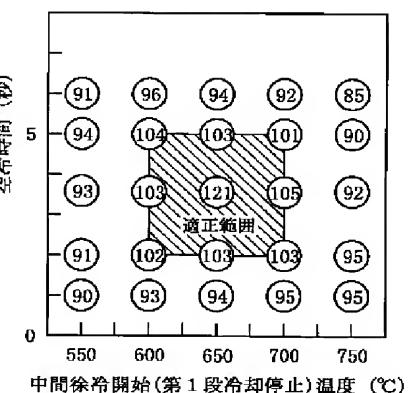
[図1]



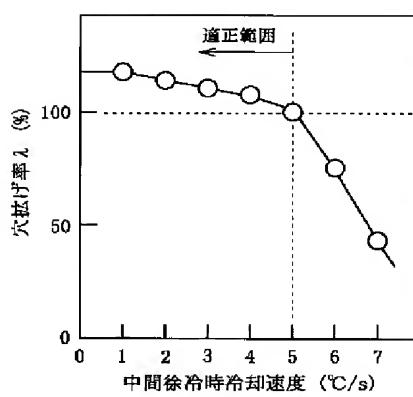
〔圖2〕



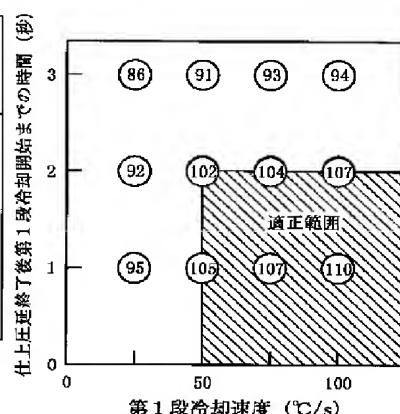
[図3]



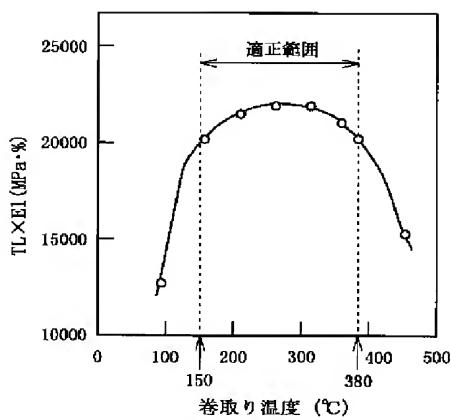
[図4]



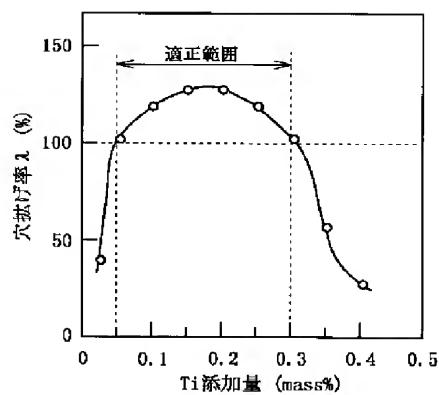
〔図5〕



【図6】



【図7】



フロントページの続き

(72)発明者 古君 修
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08
AA11 AA14 AA16 AA17 AA19
AA22 AA23 AA27 AA29 AA31
AA32 AA35 AA36 AA40 BA01
CA02 CB02 CC03 CC04 CD01
CD02 CD03 CE01
4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA15 EA16 EA17 EA19
EA20 EA23 EA25 EA27 EA28
EA31 EA32 EA36 EB05 EB07
EB08 EB09 EB11 FA02 FC03
FD02 FD03 FD04 FE01 FE06
JA06